

Partial Translation of Korean Patent Publication No. 1996-7161

Title of the Invention:

Method for producing grain-oriented electrical steel sheet having low-iron-loss property

Claims:

1. This invention is a method of producing grain-oriented electrical steel sheet having low-iron-loss property, including the steps of:

a step of reheating a slab having a composition of, in wt.%, C: 0.05 to 0.08%, Si: 2.90 to 3.30%, Mn: 0.15 to 0.30%, S: 0.006% or less, soluble Al: 0.010 to 0.020%, N: 0.007 to 0.011%, P: 0.015%*, Cu: 0.30 to 0.60%, Ni: 0.03 to 0.07%, Cr: 0.03 to 0.07% and remainder being Fe and inevitably included impurities, at the temperature of 1250 to 1320°C, conducting ordinal hot rolling, and pickling;

a step of conducting a first cold rolling to the hot-rolled and pickled steel sheet, conducting intermediate annealing at 850 to 870°C for 30 second to 5 minutes in a wet atmosphere of hydrogen gas or nitrogen-containing hydrogen gas, and thereafter conducting a second cold rolling at the reduction of 50 to 75% thereby rolling into the thickness of 0.20 to 0.27mm;

a step of conducting a second annealing to the cold-rolled steel sheet in the temperature range of 500 to 650°C for 30 second to 5 minutes in a dry atmosphere of nitrogen-containing hydrogen gas, and applying an annealing separator; and

a step of, in a wet atmosphere of nitrogen-containing hydrogen gas having a dew point of 10 to 20°C and satisfying N_2 (volume %) / H_2 (volume %): 0.25 to 0.75, conducting a first soaking to the steel sheet applied with the annealing separator in the temperature range of 600 to 700°C for 5

to 10 hours, heating the sheet up to 1000°C at the heating rate of 25°C/hr**;
thereafter further heating the sheet up to 1200°C at the heating rate of
25°C/hr** in a dry atmosphere of nitrogen-containing hydrogen gas, and
keeping the steel in a dry atmosphere of pure hydrogen gas for 10 to 20 hour,
thereby conducting final high-temperature annealing.

Note by the JFE Techno-Research

* likely "0.015% or less"

** likely "approximately 25°C/hr"

(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 특허공보(B1)(51) Int. Cl.⁹

C21D 8/12

C21D 9/46

C22C 38/12

(45) 공고일자 1997년 05월 03일

(11) 공고번호 특1997-000761

(21) 출원번호	특1994-0034278	(65) 공개번호	특1996-0023135
(22) 출원일자	1994년 12월 14일	(43) 공개일자	1996년 07월 18일
(71) 출원인	포항종합제철 주식회사 김만재 경상북도 포항시 괴동동 1번지		

(72) 발명자	이철산 경상북도 포항시 괴동동 1번지 포항종합제철소내 우정수 경상북도 포항시 괴동동 1번지 포항종합제철소내 최규송 경상북도 포항시 괴동동 1번지 포항종합제철소내
(74) 대리인	전준형, 손원, 김충은

실사권 : 복가부 (특허공보 제434호)

(54) 저철손 특성을 갖는 방향성 전기강판의 제조방법

요약

내용없음

발명자

[발명의 명칭]

저철손 특성을 갖는 방향성 전기강판의 제조방법

[발명의 상세한 설명]

본 발명은 연압기, 압전기 및 기타 전자기기들의 철심재료로 사용되는 방향성 전기강판 제조방법에 관한 것으로, 보다 상세하게는, 저온 소련 가공을 가능하게 하는 특정성분을 첨가하고 이후 2차 재결정 안정화 공정을 거쳐 얇은 판두께로 제조하는 방식에 의해 저철손 특성을 갖는 방향성 전기강판을 제조하는 방법에 관한 것이다.

방향성 전기강판은 결정립의 방향이 (110)[001]방향으로 정렬된 집합조직을 가지고 있으며, 이 제품은 냉간압연방향으로 극히 우수한 자기적 특성을 갖는다.

방향성 전기강판의 자기적 특성은 주로 자속밀도와 철손으로 나타내는데, 자속밀도는 통상 1000A/m의 자장에 의해 철심내에 유지되는 자속밀도(B₀)이고, 철손은 일정한 주파수, 50Hz의 교류에 의해 1.7Tess의 자속밀도가 얻어지도록 할때 철심내에서 열등으로 낭비되는 에너지 손실(W_{loss})으로 평가하고 있다. 자속밀도가 높은 소재를 사용하게 되면 소형, 고성능의 전자기기의 제작이 가능하게 되며, 철손이 적으면 적을수록 전기 에너지 손실을 대폭 줄일 수 있다.

강기 (100)[001]집합조직은 2차 재결정 현상을 이용하여 얻어지는데, 2차 재결정은 보통의 1차 재결정에 의해 생긴 미세한 결정립들 중에서 특정방위의 결정립, 소위 고스(hoss)방위라 불리우는 (100)[001]의 방위를 가진 결정립(통상 2차 재결정의 핵이라 함함)이 시편 전체로 이상성장(abnormal growth)한 것으로, 이러한 2차 재결정의 발달을 위해서는 MnS, MnSe, AlN, O₂S 등의 입상상 억제제를 이용하여 2차 재결정이 일어나기 전까지 1차 재결정립의 성장을 억제하는 것이 필요하다.

또한, 1차 재결정립들의 방위가 2차 재결정의 핵에 잘 잠식될 뿐만 아니라 2차 재결정의 성장과정에서 2차 재결정이 이상적인 [011]방향을 고수하는데, 즉 우수한 방향성을 갖는 2차 재결정립을 발달시키는데 유리한 것이어야 하는 것으로 알려져 있다. 이러한 목적을 달성하기 위해서는 적절한 합금설계 및 이에 따른 적절한 공정제어가 필요하다.

최근 에너지 절감의 필요성이 증대됨에 따라 철손특성을 향상시키기 위해, 방향성의 개선 뿐만 아니라 강판 두께를 얇게 하여 제조하려는 욕구가 증대되었다.

이는 철손의 많은 부분을 차지하는 외전류손이 판 두께의 제곱에 비례하기 때문에 판 두께를 얇게 할수록 철손을 저감시킬 수 있기 때문이다.

그러나 판두께가 얇아지면, 제조공정중 최종 고온소둔시 강판 표면부에 존재하던 입상상 억제제, 즉 석출

열량이 원부로 유출되는 경우 장판 내부의 전판적인 석출물량이 감소할 뿐만 아니라 그 크기 및 분포가 불균일해져서 2차 재결정화 불안정해지고, 2차 재결정화 일어난다 하더라도 그 방향성이 일치되는 방향이 불균일한 편두께의 경우보다 더 심하게 나타나기 때문에 통상적인 방법으로 안정하게 제조할 수 있는 방향성 전기강판 두께의 하한은 0.30mm 정도인 것으로 알려져 있다.

따라서 이보다 얇은 두께의 경우에 2차 재결정화 안정하게 얻으며 자기특성이 우수한 고자속밀도 방향성 전기강판을 제조하기 위해서는 고온소둔중 2차 재결정화의 원부까지 석출물의 전포면을 통한 원부로의 유출을 억제할 필요가 있다.

이에, 본 발명자는 재결상 MnS, AlN, 및 석출비율의 Cu 및 P를 첨가하는 기본 합성장 억제력의 강화에 의한 방법으로 철소특성이 우수한 고자속밀도 방향성 전기강판을 제조하는 기술을 대한민국 특허출원 91-01905호 및 93-23795호에 제안한 바 있다.

그러나, 이를 바탕으로 1400°C 이상의 고온 스라브가열을 필수적으로 하는 것이기 때문에 1250°C~1320°C의 저온 스라브 가열을 전제로 하여 통상보다 얇은 두께의 저철손 방향성 전기강판을 제조하는 방법인 본 발명과는 근본적으로 다르다 할 수 있다.

이와같은 본 발명자가 종래 제안한 방법의에 철손 특성이 우수한 고자속밀도 방향성 전기강판에 관한 제안은 다음과 같은 것이었다.

대한민국 특허공개공보 제89-8334호에 공개된 다파하시 노부유키등의 발명으로서 저온 스라브 가열법으로 0.10 내지 0.23mm의 고자속밀도 방향성 전기강판을 제조하는 방법이다. 그러나 이 발명에 있어서는 합성장 억제력의 강화를 목적으로 N 성분을 보충하기 위해서 탈탄 소둔공정후 장판내에 질소가 흡수되도록 하는 질질공정법이 추가되고 있다. 따라서 이 발명에 있어서는 합성장면율을 위한 추가설비의 설치가 불가피하여 원가상승을 초래하게 되는 문제점이 있다.

또한, 고온소둔시 질화물을 갖는 개스(예로써 아르곤, 수소 및 질소의 혼합개스 등이 이에 포함됨)를 사용하는 방법도 주장하고 있으나, 고온소둔시의 분위기개스의 종류 및 그 비율(혼합개스의 경우)에 대한 최적조건을 강판성분 및 선형 제조공정들에 따라 달라지는 것으로서, 표면반응에 민감한 Cu, Ni, Cr 등의 원소가 스라브중에 농기될 뿐만 아니라 중간 탈탄소, 최종조각형성을 위한 2차 소둔중 상이한 제조공정을 갖는 본 발명에서의 고온소둔시 분위기개스의 조건과는 근본적으로 일치하지 않는다.

이에, 본 발명자는 상기한 문제점들을 해결하기 위하여 연구와 실험을 행한 결과 본 발명을 제안하게 된 것으로서, 본 발명은 스라브에서의 슬래그(Slag)용출이 일어나지 않을 뿐만 아니라 일반 탄소강과 작업조건이 일어나지 않게 되는 1250~1320°C의 온도로 스라브를 가열하고 동시에 질질공정등의 공정추가없이 단지 최종 고온소둔시 분위기의 이슬점 및 혼합개스의 비율등을 최적화함으로써 0.20~0.27mm의 얇은 두께의 우수한 철손 특성을 갖는 방향성 전기강판의 제조방법을 제공하는데 그 목적이 있다.

이하, 본 발명을 설명한다.

본 발명은 종래로, C : 0.05~0.08%, Si : 2.90~3.30%, Mn : 0.15~0.30%, S : 0.005% 이하, 가용성 Al : 0.010~0.020%, N : 0.007~0.011%, P : 0.015%, Cu : 0.30~0.60%, Ni : 0.03~0.07%, Cr : 0.03~0.07% 및 나머지 Fe와 기타 불가피하게 첨가되는 불순물로 이루어지는 강 스라브를 1250~1320°C의 온도에서 재가열하고, 통상의 열간압연을 하고 산재하는 단계 ; 상기 산재된 열간강판을 1차 냉간압연 및 850~870°C의 온도에서 수소 또는 질소 함유 수소가스의 승온분위기로 30초~5분간 유지하는 중간소둔하고, 이어 50~75°C의 일함율로 2차 냉간압연을 행하여 0.20~0.27mm의 두께로 압연하는 단계 ; 상기 냉간강판을 500~650°C의 온도범위에서 질소 함유 수소가스의 건조분위기로 30초~5분간 2차 소둔하고, 소둔물리제를 도포하는 단계 ; 및 상기 도포된 강판을 $N(\text{부피\%})/Fe(\text{부피\%}) : 0.25\sim0.75$ 를 만족하는 질소 함유 수소가스에서 이슬점을 10~20°C로 한 승온분위기로 하여 600~700°C의 온도범위에서 5~10시간 1차 균열하고, 25°C/hr의 승온속도로 1000°C까지 승온한 후 ; 이어 질소 함유 수소가스의 건조분위지에서 25°C/hr의 승온속도로 1200°C까지 승온하여 수소가스의 건조분위지에서 10~20시간 유지하는 최종고온 소둔처리하는 단계를 포함하여 이루어지는 저철손 특성을 갖는 방향성 전기강판의 제조방법에 관한 것이다.

이하, 본 발명을 보다 상세히 설명한다.

본 발명에서는 상기 목적을 달성하기 위해 기존 방향성 전기강판과는 달리 MnS 석출물 형성을 억제하고 AlN을 통상보다 다소 적은 양으로 첨가하여 제어하여 첨가하는 것이 필요하며, 이를 보완해주기 위해 Cu, Ni, Cr 등의 성분을 적절히 첨가하는 것이 매우 중요한 항목이 된다.

또한 기존 재래식 방향성 전기강판에서 합성장 억제제로 사용하는 MnS의 석출을 가급적 억제하기 위해서는 S 함량을 재결정화에서 제거가능한 최소량인 0.005% 이하로 그 함량을 낮추는 것이 본 발명에 요구된다. S 함량이 그 이상의 경우는 스라브 중심부에 3편석이 심하게 될 뿐만 아니라, Mn이 강중에 동시에 존재할 때 조대한 MnS 석출물이 형성되게 된다. 두께가 200mm 이상인 스라브의 경우 약 1400°C 정도의 고온으로 스라브 가열이 행해지지 않으면 이러한 3편석과 조대한 MnS 석출물은 열간압연후에도 그대로 잔존하여 자기적 특성의 불량을 초래하게 된다.

그것은 조대한 MnS가 있을시 스라브 가열 이후에 석출하는 AlN 등의 기타 석출물들이 MnS 주위에 석출하여 미세하고 균일한 석출물 분포를 얻을 수 없게 되어 필요한 합성장 억제력을 확보할 수 없게되기 때문이다.

반면에 AlN은 통상보다 다소 적은 양으로 첨가하는 경우, 저온의 스라브 가열에 의해서도 충분히 고온되어 후속공정에서 양호한 석출물 분포를 얻을 수 있게 된다.

본 발명자들의 실험결과 규소강에서 AlN이 완전고용하는 온도는 약 1250°C로서 MnS의 경우보다 약 80°C 정도 낮은 것으로 나타났다. 이는 AlN가 MnS와는 달리 텔라이트상에서 보다 오스테나이트상에서 약 10배 정도 더 잘 고용되기 때문이다. 본 발명에서의 규소강 스라브의 경우 Mn, Cu, Ni등이 첨가되므로 스라브 가열시 약 20% 오스테나이트상이 존재한다.

이상과 같은 내용에 근거하여 본 발명에서는 규소강 스텔의 성분이 다음과 같은 조건을 충족시키도록 조성시킨다.

C는 0.05% 미만인 경우 스텔은 가열시 결정입름이 조대 성장하여 최종 고온소둔시 2차 재결정의 발발이 불안정해지므로 좋지 않으며, 0.08%를 초과하면 탈탄소때 장시간에 소요되며 비합격하지 않다.

Si는 2.90% 미만인 경우 우수한 철소 특성이 얻어지지 않으며, 3.30%를 초과하는 경우는 냉간압연성이 열화하므로 비합격하지 않다.

Mn은 스텔에 오스테나이트를 형성하여 AIN의 고온을 용이하게 하는 원소로 0.15% 미만으로 첨가된 경우 오스테나이트의 형성이 너무 적게 되므로 좋지 않으며, 0.30%를 초과하는 경우 알렌시 Roll force가 너무 증가하여 전향성이 불안정해지므로 좋지 않다.

S는 과도하게 첨가하면 스텔의 중심부의 80%에 걸쳐서 이를 균질화하는데 본 발명에서 이상의 정도로 스텔을 가열해야 하므로 0.008% 이하로 함유되도록 하는 것이 바람직하다.

산가용성 Al 및 N은 AIN 석출물의 형성에 필요한 원소이다. 산가용성 Al은 0.010% 미만인 경우 2차 재결정의 발발성이 열화되어 지속밀도가 저하되며, 0.020%를 초과하면 2차 재결정의 발발이 불안정해지므로 좋지 않다.

N은 0.007% 미만인 경우 AIN의 양이 부족하게 되며, 0.0011%를 초과하면 제품에 Blister 형태의 결함이 발생하기 쉬워지므로 비합격하지 않다.

P는 본 발명에서와 같이 Mn의 함유량이 통상보다 많은 경우 냉간압연시 관파단을 초래할 수 있으므로 제강에서 비용상수를 유발하지 않고 제어할 수 있는 양인 0.015% 이하로 제한한다.

Cr은 오스테나이트 형성원소로서 AIN의 고온 및 미세석출에 기여하여 2차 재결정을 안정화하는 원소이다. 0.3% 미만으로 첨가된 경우 그 효과가 미약하여 2차 재결정이 불안정하게 일어나 자기적 특성이 열화되며, 반면에 0.6%를 초과하는 경우는 탈탄성 저하를 초래하여 중간 탈탄소시간을 길게 해야 하므로 바람직하지 않다.

Fe와 Cr은 상호 복합적으로 작용하여 AIN 등의 석출물이 열연후 강판내에 균일하게 분포되도록 하는 원소이다. 그러나 각 원소의 첨가량이 0.03% 미만인 경우는 그 효과가 미약하게 되며, 0.07%를 초과하는 경우는 그 효과가 더 크게 나타나지 않으므로, 고가의 합금첨가에 따른 원가상승을 저감시키기 위해, 0.07% 이하로 첨가하는 것이 좋다.

본 발명의 강성분은 이상과 같으며, 그외는 Fe 및 불가피한 미량의 불순물로 구성된다. 상기와 같은 규소강 소재는 통상의 여하한 용해법, 조괴법, 연속법 등을 이용하여 제조한 경우에도 본 발명의 소재로 사용할 수 있다.

이에서 전술한 강성분으로 조성되는 규소강 스텔은 열간압연전 가열하게 되는데, 본 발명에서는 이 가열온도를 1250°C~1320°C 온도범위로 제한함이 바람직하다. 그 이유는 상기 규소강 스텔의 가열온도가 1250°C 미만인 경우에는 AIN 등의 석출물의 고온이 불충분하게 되어 우수한 자기적 특성을 얻을 수 없게 되며, 1320°C를 초과할 경우에는 산화스케일링이 늘어나게 될 뿐만 아니라 슬러그 용융이 일어날 수도 있기 때문이다.

이후 통상의 열간압연으로 후속의 최적 냉간압하율을 고려하여 보통 2.0~2.3mm의 두께의 열간압연판으로 만든다.

열간압연판은 산세된 후 1차 냉간압연하고, 이어 850~870°C의 온도에서 수소 또는 질소를 함유한 수소가스의 승온분위기에서 중간열간 소둔한다. 상기와 같이 중간열간 소둔된 강판은 2차 냉간압연으로 최종두께로 조정되며, 이때의 최종 냉간압하율은 50~75%로 하는 것이 바람직하다. 또한, 상기 최종 냉간압연판의 두께는 0.22~0.27mm로 조정함이 바람직하며, 그 이유는 상기 최종 냉간압연판의 두께가 0.27mm를 초과할 경우에는 지속밀도는 우수하나 우수한 철소 특성을 얻을 수 없으며, 0.22mm 미만일 경우에는 2차 재결정이 불안정하게 일어나 자기적 특성이 열화되기 때문이다.

상기와 같이 최종두께로 된 냉간강판은 최종조각의 형상을 목적으로 1차 재결정이 일어나지 않는 온도범위에서 통상의 방법으로 2차 소둔된다. 즉 500~650°C에서 30초~5분간 질소를 함유한 수소가스의 건조분위기에서 하는 것이 바람직하다.

이후 강판 표면에 최종 고온소둔시의 표면간의 접합방지과 그라스(Glass)피막의 상성을 위해 소둔분리재를 도포하며, 이어서 이 강판은 2차 재결정 및 순화(Purification)를 위해 최종 고온소둔된다. 이때 1차 재결정 조직의 형성을 위해 600~700°C에서 5~10시간 정도 1차 균열한 후, 1200°C까지 25°C 내외의 승온율로 가열하고 10~20시간 정도 균열한 다음 냉각하는 소둔사이클을 채택하는 것이 바람직하다.

여기서 고온균열 구간으로 승온중 1000°C까지는 이슬점이 10~20°C인 질소를 함유한 수소가스의 승온분리기를 사용하며, 이어서 1200°C의 고온균열구간 직전까지는 건조한 질소를 함유한 수소가스의 건조분리기를 사용하고, 고온균열구간에서는 건조한 순수수계스를 사용하는 것이 바람직하다. 또한 이때 승온 중합계스의 비율, N_2 (부피%) / H_2 (부피%)를 0.25~0.75로 하는 것이 자기적 특성의 향상에 유리하다.

상기 최종 고온소둔시 승온분리기를 사용하는 상한온도가 1000°C인 이유는 이를 초과하는 온도에서는 강판표면에 FeO 성분의 산화층이 너무 많이 형성되어 고온 균열구간후 형성되는 그라스 피막의 부착성이 열화되기 때문이다.

이슬점이 10°C 미만인 경우에는 표면산화층 형성에 의한 AIN 등의 석출물 유실의재가 미약하여 2차 재결정이 불안정해지므로 자기적 특성이 열화되며, 20°C를 초과할 경우에는 산화층 형성이 과도하여 표면조도(거칠기)가 증가하기 때문에 지속밀도는 우수하여도 저철소 특성은 얻어지지 않는 문제가 있기 때문에 상기 이슬점은 10~20°C 온도범위로 함이 바람직하다.

습윤혼합가스의 비율, 즉, $H_2(\text{부피}\%) / N_2(\text{부피}\%)$ 가 0.25 미만일 경우에는 AlN의 분해역제가 미흡하여 입상장 억제력이 감소되는 결과 2차 재결정이 불안정해지며, 0.75를 초과할 경우에는 강판내에 AlN이 입상장 억제효과가 적은 $Mn(Si)N$ 등의 석출물로 변화되어 입상장 억제력이 감소되기 때문에 2차 재결정이 불안정해지므로 상기 $H_2(\text{부피}\%) / N_2(\text{부피}\%)$ 는 0.25-0.75 범위로 제한할 필요가 있다.

상기와 같은 방법 및 조건으로 최종 고온소둔에 의해 무기물의 골간스 피막이 형성된 강판 표면에는 불연성 형성물과 자구미세화에 의한 절연개선의 목적으로 고온소둔 후 정렬부재 코팅을 하여도 된다.

이하 실시예를 통하여 본 발명을 보다 구체적으로 설명한다.

실시예 1

종량%로 C : 0.06%, Si : 3.2%, Mn : 0.23%, S : 0.003%, 산가용성 Al : 0.017%, N : 0.009%, P : 0.014%, Cu : 0.4%, Ni : 0.055%, Cr : 0.04% 및 잔부 Fe로 조성된 200mm 두께의 스테인리스를 제조하였다. 이것을 1320°C에서 4시간 스테인리스가열 후 열간압연을 하여 2.3mm 두께의 열연판을 만들었다. 그 다음 산세하고 1차 냉간압연하여 0.60mm 두께로 조정한 후, 이슬점이 50°C인 25% H_2 +75% N_2 분위기로 860°C에서 3분간 중간발탄 소둔을 하고, 이어서 0.23mm 두께로 최종 냉간압연한 후 600°C에서 1분간 건조한 10% H_2 +90% N_2 분위기로 2차 소둔하였다. 이후 H_2O 를 주성분으로 하는 소둔분리제를 도포한 다음 최종 고온소둔하였다. 이때 650°C에서 5시간 1차 균열한 후 25°C/hr의 승온율로 1200°C까지 가열하였으며, 1200°C에서 10시간 유지후 냉각하는 열처리 사이클을 사용하였다. 승온중 분위기개스로는 1000°C까지 승온중에는 미슬점을 하기 표 1과 같이 5°C, 10°C, 15°C, 20°C, 25°C로 변화시켜 가면서 승온 50% H_2 +50% N_2 개스를 사용하고, 이후 1200°C까지는 건조한 50% H_2 +50% N_2 개스를 사용하였으며, 1200°C의 고온균열구간에서는 건조한 순수소스개스를 사용하였다.

이와같이 하여 만들어진 시편들에 대하여 2차 재결정 발달율과 자기적 특성을 조사하여 하기 표 1에 나타내었다.

여기서 2차 재결정 발달율은 약 80°C로 대문 20% 염산용액으로 전표면을 부식하여 노출한 매크로(Macro) 조직을 관찰하여 측정하였으며, 자기적 특성은 단전자성 측정기로 자속밀도(B_m)와 열손(W_{loss})을 측정하였다.

[표 1]

구분	이슬점(°C)	2차 재결정 발달율(%)	자기적 특성	
			$B_m(\text{Tesla})$	$W_{loss}(\text{W/Kg})$
비교제 1	5	85	1.78	1.42
발명제 1	10	98	1.86	1.05
발명제 2	15	100	1.88	1.03
발명제 3	20	100	1.87	1.04
비교제 2	25	100	1.83	1.20

상기 표 1로부터 알 수 있는 바와같이, 최종 고온 소둔 승온중 습윤분위기의 이슬점이 본 발명범위를 만족하는 경우(발명제 1-발명제 3)에는 강판을 얇은 두께로 제조하여도 2차 재결정이 잘 일어나 1.05%Kg 이하의 우수한 절손 특성이 얻어짐을 알 수 있다. 반면에 이슬점이 10°C 미만인 경우(비교제 1)는 표면 산화를 형성해 의한 AlN 등의 석출물 우선평가가 미약하여 2차 재결정이 불안정해지기 때문에 자기적 특성이 열등한 것으로 나타났으며, 20°C를 초과하는 경우(비교제 2)는 산화를 형성이 과다하여 표면조도(거칠기)가 증가하기 때문에 자속밀도는 우수하여도 절손 특성은 얻어지지 않았음을 알 수 있다.

실시예 2

종량%로 C : 0.055%, Si : 3.25%, Mn : 0.26%, S : 0.006%, 산가용성 Al : 0.019%, N : 0.0093%, P : 0.015%, Cu : 0.38%, Ni : 0.05%, Cr : 0.045% 및 잔부 Fe로 조성된 200mm 두께의 스테인리스를 제조하였다. 이것을 1300°C에서 5시간 스테인리스 가열 후 열간압연을 하여 2.3mm 두께의 열연판을 만든 후 산세하고 1차 냉간압연하여 중간두께로 조정하였다. 이때 1차 냉연판 두께는 2차 냉간압연율이 61.6%가 되도록 최종 판 두께에 따라 달리하였다. 그 다음, 이슬점이 50°C인 25% H_2 +75% N_2 분위기로 860°C에서 3분간 중간발탄소둔을 하고, 이어서 최종 냉간압연으로 판두께를 하기 표 2와 같이 0.30mm, 0.27mm, 0.25mm, 0.22mm, 0.20mm로 변화하여 만든 후, 550°C에서 1분 30초간 건조한 10% H_2 +90% N_2 분위기로 2차 소둔하였다. 이후 H_2O 를 주성분으로 하는 소둔분리제를 도포한 다음 최종 고온소둔하였다. 이때 650°C에서 5시간 1차 균열한 후 25°C/hr의 승온율로 이슬점이 15°C인 승온 70% H_2 +30% N_2 개스분위기중에서 1000°C까지 가열하고, 이후 1200°C까지는 건조한 70% H_2 +30% N_2 개스중에서 승온한 다음, 1200°C에서 건조한 100% H_2 개스분위기중에서 10시간 유지후 냉각하는 방식으로 고온소둔하였다.

이와같이 하여 만들어진 시편들에 대하여 2차 재결정 발달율과 자기적 특성을 조사하여 하기 표 2에 나타 내었다.

[표 2]

구분	최종판두께(mm)	2차 재결정 발달율(%)	자기적 특성	
			B_{10} (Tesla)	W_{100} (W/Kg)
비교재 3	0.20	100	1.87	1.20
발명재 4	0.27	100	1.87	1.10
발명재 5	0.25	100	1.88	1.06
발명재 6	0.22	100	1.87	1.03
비교재 4	0.20	70	1.72	1.54

상기 표 2로부터 알 수 있는 바와같이, 최종 판두께가 0.22~0.27mm로 본 발명의 범위를 만족하는 발명재 (3)~발명재(6)의 경우에는 얇은 두께로 제조할 경우에도 2차 재결정이 잘 일어나 1.10W/Kg 이하의 우수한 철손 특성이 얻어짐을 알 수 있다. 반면에 본 발명범위의 두께를 초과하는 경우 (비교재 3)는 자속밀도는 우수하나 우수한 철손 특성이 얻어지지 않았으며, 두께가 0.22mm 미만의 경우(비교재 4)는 2차 재결정이 불만족하게 일어나 자기적 특성이 떨어진 것으로 나타남을 알 수 있다.

실시예 3

중량%로, C : 0.04%, Si : 3.23%, Mn : 0.25%, S : 0.004%, 산가용성 Al : 0.013%, N : 0.0083%, P : 0.012%, Cu : 0.37%, Ni : 0.643%, Cr : 0.056% 및 잔부 Fe로 조성된 205mm 두께의 스텐다를 제조하였다. 미끈을 1280℃에서 5시간 스텐다 가열후 열간압연을 하여 2.3mm 두께의 열연판을 만들었다. 그 다음 산세 하고 1차 냉간압연하여 0.70mm 두께로 조정후, 미끈점이 50℃인 25% H_2 +75% N_2 분위기로 855℃에서 5분 간 중간담탄 소둔을 하고, 이어서 0.25mm 두께로 최종 냉간압연한 후 500℃에서 1분간 건조한 10% H_2 +90% N_2 분위기로 2차 소둔하였다. 이후 H_2O 를 주성분으로 하는 소둔부리제를 도포한 다음 최종 고온소둔하였다. 이때 650℃에서 5시간 1차 균열한 후 25℃/hr의 승온율로 1200℃까지 가열하였으며, 1200℃에서 10시간 유지후 냉각하는 열처리 사이클을 사용하였다. 승온중 분위기계스로는 1000℃까지 승 온중에는 미끈점이 13℃인 승온 수소 및 질소의 혼합가스 사용하고, 이후 1200℃까지는 건조한 75% H_2 +25% N_2 가스를 사용하였으며, 1200℃ 균열구간에서는 건조한 순수소계를 사용하였다. 이때 승온중 1000℃까 지의 상기 승온 수소 및 질소의 혼합개스는 그 비율, N_2 (부피%)/ H_2 (부피%)가 하기 표 3과 같이 0.1, 0.25, 0.50, 0.75, 0.90이 되도록 변화하였다.

이와같이 하여 만들어진 시편들에 의하여 2차 재결정 발달율과 자기적 특성을 조사하여 하기 표 3에 나타 내었다.

[표 3]

구분	승온중개스비 N_2 (부피%)/ H_2 (부피%)	2차 재결정 발달율(%)	자기적 특성	
			B_{10} (Tesla)	W_{100} (W/Kg)
비교재 5	0.10	90	1.80	1.40
발명재 7	0.25	100	1.86	1.07
발명재 8	0.50	100	1.88	1.06
발명재 9	0.75	100	1.87	1.07
비교재 6	0.90	85	1.75	1.47

상기 표 3으로부터 알 수 있는 바와같이, 최종 고온소둔중 혼합개스의 비율, N_2 (부피%)/ H_2 (부피%)가 0.25~0.75인 본 발명재(7)~발명재(8)의 경우 얇은 두께로 제조할 경우에도 2차 재결정이 잘 일어나 1.07W/Kg 이하의 우수한 철손 특성이 얻어짐을 알 수 있다. 반면에 상기 혼합개스의 비율이 0.25 미만인 경우(비교

제 5)는 Si의 분해역제가 미흡하여 입상화 역제력이 감소되는 결과 2차 재결정이 불안정해지며, 0.75를 초과하는 경우(비교제 6)는 입상화에 SiH₄ 입상화 억제 효과가 적은 Mn(Si)의 속출을 초래하여 입상화 역제력이 감소되기 때문에 2차 재결정이 불안정하게 될 수 있다.

상술한 바와같이, 본 발명은 철도의 공정 추가에 의해 열처리공간의 부패를 조절하고 원료 고온 소둔시 부위기, 마울점온도 및 혼합가스의 비율을 최적화하므로써 부패가 없으면서도 우수한 철강 제품을 얻는 방향 전기강판을 제조할 수 있는 효과가 있다.

(57) 청구의 범위

종구항 1

본 발명은 중량으로, C : 0.05-0.08%, Si : 2.90-3.30%, Mn : 0.15-0.30%, S : 0.006% 이하, 가솔성 Al : 0.010-0.020%, N : 0.007-0.011%, P : 0.015%, Cu : 0.30-0.60%, Ni : 0.03-0.07%, Cr : 0.03-0.07% 및 나머지 Fe와 기타 불가피하게 첨가되는 불순물로 이루어지는 강 스프리를 1250-1320℃의 온도에서 재가열하고, 용상의 열간압연을 하고 산재하는 단계 ; 상기 산재된 열연강판을 1차 냉간압연 및 850-870℃의 온도에서 수소 또는 질소 함유 수소가스의 습윤분위기로 30초-5분간 유지하는 중간소둔하고, 이어 50-75%의 압하율로 2차 냉간압연을 행하여 0.20-0.27mm의 두께로 압연하는 단계 ; 상기 냉간압연을 500-650℃의 온도범위에서 질소 함유 수소가스의 건조 분위기로 30초-5분간 2차 소둔하고, 소둔분리제를 도포하는 단계 ; 및 상기 도포된 강판을 N₂(부피%) / H₂(부피%) : 0.25-0.75를 만족하는 질소함유 수소가스에서 이슬점을 10-20℃로 한 습윤분위기로 하여 600-700℃의 온도범위에서 5-10시간 1차 균열하고, 25℃/hr의 승온속도로 1000℃까지 승온한 후 ; 이어 질소함유 수소가스의 건조분위기에서 25℃/hr의 승온속도로 1200℃까지 승온하여 순수수소가스의 건조분위기에서 10-20시간 유지하고 최종고온 소둔처리하는 단계를 포함하여 이루어지는 저철손 특성을 갖는 방향성 전기강판의 제조방법.